

# Best Available Copy

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-041678

(43)Date of publication of application : 15.02.1994

---

(51)Int.Cl. C22C 38/00  
C22C 38/48  
F01D 5/28

---

(21)Application number : 04-199665

(71)Applicant : TOSHIBA CORP

(22)Date of filing : 27.07.1992

(72)Inventor : YAMADA MASAYUKI  
TSUDA YOICHI  
WATANABE OSAMU

---

### (54) TURBINE ROTOR

#### (57)Abstract:

PURPOSE: To inexpensively manufacture a rotor for a steam turbine excellent in creep breaking strength at a high temp. as well as tensile strength and toughness at a relatively low temp. by manufacturing the rotor with a low alloy steel having a specified compsn.

CONSTITUTION: The steam turbine rotor is manufactured by the low alloy steel having a compsn. constituted of, by weight, 0.10 to 0.35% C, less than 0.3% Si, less than 1.0% Mn, 1.0 to 2.0% Ni, 1.5 to 3.0% Cr, 0.9 to 1.3% Mo, 0.10 to 0.35% V, 0.01 to 0.15% Nb and 0.1 to 1.5% W, and the balance Fe. The turbine rotor in which the segregation of C on the central part of the rotor is suppressed, and small in brittleness as well as having a high creep breaking strength at a high temp. and high tensile strength even under the steam conditions of a relatively low temp. can be manufactured at a low cost.

**CLAIMS**

---

**[Claim(s)]**

[Claim 1] The turbine rotor to which the presentation of a turbine rotor is characterized by consisting of Fe and the subordinate impurity of less than [ Si:0.3% ], less than [ Mn:1.0% ], nickel:1.0-2.0%, Cr:1.5-3.0%, Mo:0.9-1.3%, V:0.10 - 0.35%, Nb:0.01-0.15%, W:0.1 - 1.5%, and the remainder C:0.10 to 0.35% by the weight ratio.

---

[Translation done.]

## DETAILED DESCRIPTION

---

### [Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] Especially this invention relates to the turbine rotor which was excellent in hot creep rupture strength, and tensile strength and toughness with respect to amelioration of a turbine rotor, and aimed at reduction of a component segregation. [ in / comparatively / low temperature ]

[0002]

[Description of the Prior Art] From the place where Rota in a steam turbine is used under a severe condition, selection of the component is a matter very important when aiming at the life of a steam turbine, or improvement in an operating ratio, and, generally Rota of the different quality of the material according to a use steam condition is used.

[0003] for example, in a large-sized steam turbine, as Rota material used by the elevated temperature and the high-tension side (for example, about 566 degrees C) The CrMoV steel which has the creep rupture strength excellent in the bottom of an elevated temperature which is specified to ASTM-A470 (Class 8) is used. moreover, as Rota material for the low-tension sides (for example, 350 degrees C or less) The NiCrMoV steel which has 2.5% or more of nickel which is specified to ASTM-A470 (Class 2-7) is used, Rota which consists of the different quality of the material corresponding to these steam conditions is joined mechanically, respectively, and the steam turbine is constituted. In the on the other hand comparatively small steam turbine, high low voltage one apparatus Rota which usually constituted from the high-tension side to the low-tension side by one Rota which consists of the same ingredients is used.

[0004]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, there were the following troubles in the conventional steamy turbine rotor. That is, in the conventional large-sized steam turbine, since two or more Rota which consists of the different quality of the materials is joined and a turbine is constituted, while a production process becomes complicated, there are problems, like the installation tooth space of the whole turbine becomes large, and has become the cost rise factor of a plant.

[0005] On the other hand, as a charge of high low voltage one apparatus Rota material used in the small steam turbine, since the CrMoV steel currently conventionally used although CrMoV steel and NiCrMoV steel are usually used was not enough satisfactory in respect of tensile strength, it had the problem that the magnitude of the aerofoil with which the low voltage last stage can be equipped was restricted. Moreover, when CrMoV steel carried out the impurity element under super-low for control of the embrittlement produced by long duration use, or improvement in creep rupture ductility or reduced Si and Mn, it also had the problem that the carbon (C) segregation in the Rota core was promoted. Furthermore, in the conventional NiCrMoV steel, although tensile strength was excellent, it lacked in creep rupture strength or toughness, and it had the problem that embrittlement tends to advance in a temperature region 350 degrees C or more. For this reason, in the conventional Rota material, when it was going to aim at improvement in effectiveness of a steam turbine by using an elevated-temperature steam and equipping with a long low voltage maximum tail end aerofoil, there was a big limit.

[0006] Moreover, as Rota material which was excellent in creep rupture strength or toughness, and was moreover excellent also in the tensile strength in a low-temperature region, although 12Cr steel is already developed, since it is expensive, this 12Cr steel has the problem of bringing about increase of a manufacturing cost, when this is used as Rota material.

[0007] This invention is made in view of the trouble mentioned above, and it has high tensile strength under a low-temperature steam condition comparatively, and while creep rupture strength is large under a high temperature service and there is little embrittlement, the carbon (C) segregation in the Rota core is controlled, and it aims at offering a turbine rotor cheap also in cost.

[0008]

[Means for Solving the Problem] The presentation is a weight ratio and the turbine rotor of this invention is characterized by consisting of Fe and the subordinate impurity of less than [ Si:0.3% ], less

than [ Mn:1.0% ], nickel:1.0-2.0%, Cr:1.5-3.0%, Mo:0.9-1.3%, V:0.10 - 0.35%, Nb:0.01-0.15%, W:0.1 - 1.5%, and the remainder C:0.10 to 0.35%.

[0009]

[Function] In the turbine rotor of the above-mentioned configuration, it has tensile strength comparatively high under a low-temperature steam condition, and while creep rupture strength is large under a high temperature service and there is little embrittlement, the carbon (C) segregation in the Rota core is controlled, and reinforcement is attained.

[0010] In addition, the addition purpose of each component and the reason of presentation limitation in the turbine rotor of this invention are as follows.

[0011] 1. C (carbon)

Although carbon makes stability the austenite phase at the time of hardening, carbide is generated further and tensile strength is raised, for that purpose, 0.10% or more is required. However, if 0.35% or more is exceeded, it not only reduces reinforcement on the contrary, but carbide will become superfluous and it will reduce notch toughness. therefore, a carbonaceous amount -- 0.10 - 0.35% of range -- it may be 0.18 - 0.30% preferably.

[0012] 2. Si (Silicon)

Although added as a deoxidizer at the time of the dissolution, the part will remain in steel as an oxide, and silicon will have a bad influence on notch toughness, if this is added so much. Therefore, the addition of silicon is preferably made into 0.1% or less 0.3% or less.

[0013] 3. Mn (Manganese)

Although manganese is added as the deoxidation and a devulcanizing agent at the time of the dissolution, since notch toughness will fall if this is added so much, an addition is preferably made into 0.7% or less 1.0% or less.

[0014] 4. Nickel (Nickel)

Nickel is an austenite generation element and is effective in making stability the austenite phase at the time of hardening heating, and preventing generation of a ferrite phase at the time of hardening cooling. Furthermore, it is effective in raising tensile strength and toughness. In order to acquire tensile strength and toughness required as a turbine rotor of this invention, addition exceeding 1.0% is required. however -- since there are a fall of creep rupture strength and an inclination for embrittlement to be promoted, conversely when it adds exceeding 2.0% -- an addition -- 1.0 - 2.0% of range -- it may be 1.3 - 1.8% preferably.

[0015] 5. Cr (Chromium)

Chromium is an element required to aim at improvement in reinforcement or toughness while preventing oxidation. Although 1.5% or more needs to be added for this purpose, if 3.0% is exceeded, while notch toughness and reinforcement fall conversely, a journal property will fall. therefore, the addition of chromium -- 1.5 - 3.0% of range -- it may be 1.8 - 2.5% preferably.

[0016] 6. Mo (Molybdenum)

Molybdenum is an element effective in raising the hardenability of steel and raising tensile strength and creep rupture strength. In order to obtain tensile strength and creep rupture strength required as a turbine rotor of this invention, addition exceeding 0.9% is required. However, not only creep rupture strength falls conversely, but the fall of toughness will become remarkable if 1.3% is exceeded. Moreover, the component segregation in the core of a turbine rotor, especially the segregation of C (carbon) also come to be accepted notably. therefore, the addition of molybdenum -- 0.9 - 1.3% of range -- it may be 1.0 - 1.2% preferably.

[0017] 7. V (Vanadium)

Vanadium is an element effective in raising the hardenability of steel and raising creep rupture strength. Moreover, it is effective also for attaining detailed-ization of crystal grain. since notch toughness and reinforcement will fall if 0.35% is exceeded although 0.10% or more needs to be added to demonstrate the effectiveness -- 0.10 - 0.35% of range -- it may be 0.15 - 0.30% preferably.

[0018] 8. Nb (Niobium)

Niobium is an element which has effectiveness in detailed-ization of crystal grain. In order to

demonstrate the effectiveness, 0.01% or more needs to be added. however -- if it adds exceeding 0.15%, since it will form conversely big and rough carbon nitride and notch toughness will be reduced -- 0.01 - 0.15% of range -- it may be 0.02 - 0.10% preferably.

[0019] 9. W (tungsten)

By solid solution strengthening, a tungsten is an element effective in improvement in high temperature strength. In order to demonstrate the effectiveness, 0.1% or more needs to be added. however -- since notch toughness will be reduced if it adds exceeding 1.5% -- 0.1 - 1.5% of range -- it may be 0.2 - 0.8% preferably.

[0020] In addition, in case Fe as each above-mentioned component and a principal component is dissolved, little way of the impurity contained subordinately is desirable.

[0021]

[Example] Hereafter, those test results are explained to be an example and an example of a comparison with reference to drawing and a table.

[0022] Table 1 shows the raw material combination component of the examples 1-8 of a comparison, and examples 1-5.

[0023]

[Table 1]

(数字は重量%)

|        | C    | S i  | M n  | N i  | C y  | M o  | V    | N b  | W    | F e |
|--------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|-----|
| 実<br>1 | 0.27 | 0.08 | 0.52 | 1.65 | 2.20 | 0.95 | 0.22 | 0.03 | 0.62 | 残部  |
|        | 0.23 | 0.07 | 0.45 | 1.63 | 2.25 | 1.12 | 0.24 | 0.02 | 0.58 | 残部  |
| 施<br>3 | 0.24 | 0.08 | 0.43 | 1.76 | 2.22 | 1.25 | 0.25 | 0.03 | 0.49 | 残部  |
|        | 0.25 | 0.07 | 0.41 | 1.71 | 2.26 | 1.05 | 0.22 | 0.02 | 0.22 | 残部  |
| 例<br>5 | 0.22 | 0.06 | 0.47 | 1.73 | 2.21 | 1.07 | 0.23 | 0.02 | 1.03 | 残部  |
| 比<br>1 | 0.29 | 0.07 | 0.77 | 0.34 | 1.10 | 1.15 | 0.22 | —    | —    | 残部  |
|        | 0.24 | 0.08 | 0.23 | 3.56 | 1.84 | 0.39 | 0.12 | —    | —    | 残部  |
| 較<br>4 | 0.25 | 0.07 | 0.51 | 1.72 | 2.21 | 0.23 | 0.22 | 0.03 | 0.51 | 残部  |
|        | 0.22 | 0.06 | 0.38 | 1.66 | 2.17 | 0.48 | 0.25 | 0.02 | 0.45 | 残部  |
| 6      | 0.28 | 0.08 | 0.44 | 1.62 | 2.28 | 0.67 | 0.23 | 0.02 | 0.61 | 残部  |
|        | 0.27 | 0.09 | 0.32 | 1.78 | 2.20 | 1.46 | 0.24 | 0.03 | 0.55 | 残部  |
| 例<br>7 | 0.24 | 0.06 | 0.55 | 1.71 | 2.31 | 1.72 | 0.22 | 0.03 | 0.50 | 残部  |
| 8      | 0.25 | 0.07 | 0.48 | 1.70 | 2.19 | 1.91 | 0.23 | 0.03 | 0.57 | 残部  |

In the examples 1-8 of a comparison, and examples 1-5, after having blended the raw material so that it might become a predetermined alloy presentation, respectively, and dissolving with a RF vacuum melting process, it cast to metal mold and the ingot was obtained. After cutting off the front face of this ingot by machining, it inserted in the oil furnace, and it heated at 1200 degrees C, press forging was performed, and cogging was carried out to the round bar with a diameter of 30mm.

[0024] In addition, the presentation of the example 1 of a comparison is equivalent to 1%CrMoV steel currently conventionally used for the high-temperature-service turbine rotor of a thermal power station. Moreover, the presentation of the example 2 of a comparison is equivalent to 3.5%NiCrMoV steel currently conventionally used for the low-temperature-service turbine rotor of a thermal power station. the examples 3-8 of a comparison -- present -- although not used as turbine rotor material of business, in order to examine the effectiveness of Mo in this invention, it manufactures especially. The heat treatment conditions of the examples 1-8 of a comparison and examples 1-5 are shown in Table 2.

[0025]

[Table 2]

(数字は重量%)

| 調質前焼鈍              |                          | 焼入                       | 焼戻              |
|--------------------|--------------------------|--------------------------|-----------------|
| 実<br>施<br>例        | 1 1100°C×10hr, 炉冷        | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×21hr, 空冷 |
|                    | 2 1100°C×10hr, 炉冷        | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×22hr, 空冷 |
| 比<br>較<br>例        | 3 1100°C×10hr, 炉冷        | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×24hr, 空冷 |
|                    | 4 1100°C×10hr, 炉冷        | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×20hr, 空冷 |
| 5 1100°C×10hr, 炉冷  | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×25hr, 空冷          |                 |
| 比<br>較<br>例        | 6 1100°C×10hr, 炉冷        | 970 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 670 °C×20hr, 空冷 |
|                    | 7 950°C×10hr, 炉冷         | 840 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 600 °C×20hr, 空冷 |
| 比<br>較<br>例        | 8 1100°C×10hr, 炉冷        | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×15hr, 空冷 |
|                    | 9 1100°C×10hr, 炉冷        | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×18hr, 空冷 |
| 比<br>較<br>例        | 10 1100°C×10hr, 炉冷       | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×25hr, 空冷 |
|                    | 11 1100°C×10hr, 炉冷       | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×27hr, 空冷 |
| 12 1100°C×10hr, 炉冷 | 930 °C×10hr, 100 °C/hr冷却 | 650 °C×30hr, 空冷          |                 |

Next, each test specimen was machined, the test piece was produced, and the tension test, the Charpy impact test, and the creep rupture test were performed. The result of a tension test and a Charpy impact test is shown in Table 3, and the result of a creep rupture test is shown in Table 4.

[0026]

[Table 3]

|             |    | 引張試験                           |                                  |           |           | シャルピー衝撃試験                     |       |
|-------------|----|--------------------------------|----------------------------------|-----------|-----------|-------------------------------|-------|
| 例           |    | 引張強さ<br>(kgf/mm <sup>2</sup> ) | 0.2%耐力<br>(kgf/mm <sup>2</sup> ) | 伸び<br>(%) | 絞り<br>(%) | 衝撃値<br>(kgf/cm <sup>2</sup> ) | FATT* |
| 実<br>施<br>例 | 1  | 90.1                           | 75.6                             | 23.4      | 58.7      | 13.8                          | +10   |
|             | 2  | 90.8                           | 76.3                             | 22.4      | 60.3      | 12.1                          | +17   |
| 比<br>較<br>例 | 3  | 89.3                           | 75.7                             | 22.8      | 63.2      | 13.0                          | +15   |
|             | 4  | 88.7                           | 74.9                             | 21.9      | 59.5      | 13.6                          | +8    |
| 比<br>較<br>例 | 5  | 89.6                           | 75.3                             | 22.3      | 62.8      | 11.9                          | +21   |
|             | 6  | 80.5                           | 65.7                             | 23.2      | 59.6      | 1.2                           | +95   |
| 比<br>較<br>例 | 7  | 92.6                           | 77.3                             | 23.5      | 66.5      | 20.1                          | -20   |
|             | 8  | 88.3                           | 74.2                             | 23.7      | 64.7      | 13.5                          | +12   |
| 比<br>較<br>例 | 9  | 89.7                           | 75.1                             | 21.9      | 59.6      | 12.7                          | +15   |
|             | 10 | 88.5                           | 74.0                             | 22.2      | 63.4      | 13.9                          | +10   |
| 比<br>較<br>例 | 11 | 90.2                           | 75.5                             | 19.7      | 50.2      | 8.4                           | +31   |
|             | 12 | 89.7                           | 75.2                             | 18.5      | 51.3      | 7.1                           | +42   |
| 比<br>較<br>例 | 13 | 88.6                           | 73.8                             | 18.1      | 48.7      | 6.3                           | +56   |

\* FATT : 破面率から求めた延性・脆性遷移温度

[Table 4]

| 例   |   | 試験温度：600℃                  |           |           |                            |           |           |
|-----|---|----------------------------|-----------|-----------|----------------------------|-----------|-----------|
|     |   | 試験応力：14kgf/mm <sup>2</sup> |           |           | 試験応力：17kgf/mm <sup>2</sup> |           |           |
|     |   | 破断時間<br>(hr)               | 伸び<br>(%) | 絞り<br>(%) | 破断時間<br>(hr)               | 伸び<br>(%) | 絞り<br>(%) |
| 実施例 | 1 | 3241.7                     | 30.8      | 58.6      | 1424.3                     | 28.2      | 65.9      |
|     | 2 | 3811.5                     | 30.3      | 59.2      | 1676.1                     | 27.4      | 64.3      |
|     | 3 | 3376.1                     | 28.0      | 57.3      | 1528.4                     | 29.3      | 68.7      |
|     | 4 | 3207.0                     | 29.5      | 54.8      | 1507.8                     | 27.9      | 65.4      |
|     | 5 | 4113.5                     | 28.3      | 54.5      | 1719.1                     | 27.5      | 64.3      |
| 比較例 | 1 | 3502.1                     | 35.0      | 65.2      | 1480.2                     | 36.8      | 74.8      |
|     | 2 | 213.0                      | 30.8      | 60.7      | 84.5                       | 34.5      | 74.0      |
|     | 3 | 821.4                      | 30.1      | 59.6      | 321.7                      | 30.1      | 65.7      |
|     | 4 | 1107.8                     | 28.4      | 58.4      | 514.3                      | 31.3      | 67.4      |
|     | 5 | 1823.2                     | 33.2      | 62.3      | 723.4                      | 32.7      | 68.7      |
|     | 6 | 2241.2                     | 35.1      | 65.2      | 817.6                      | 29.2      | 65.2      |
|     | 7 | 1817.3                     | 29.7      | 63.7      | 742.6                      | 34.3      | 70.3      |
|     | 8 | 1072.4                     | 34.7      | 63.4      | 526.7                      | 29.5      | 66.3      |

In addition, the tension test was performed at the room temperature. Moreover, the elongation after fracture and a diaphragm are also doubled and shown in Table 3.

[0027] The Charpy impact test was carried out at two or more temperature of the range from a room temperature to 200 degrees C, and asked for fracture transition temperature. A creep rupture test is 14 kgf/mm<sup>2</sup> at 600 degrees C. And 17kgf/mm<sup>2</sup> It carried out having applied stress.

[0028] Moreover, when a turbine rotor is manufactured, in order to carry out comparative evaluation of component segregation extent of C (carbon) in the Rota core about the examples 1-3 of a comparison, 5, 6 and 8, and examples 1-3, the 500kg [ per each ] ingot was manufactured and C (carbon) content in a core was evaluated. The rate of C(carbon) % in the upper part of the ingot to C(carbon) % in the lower part of an ingot will be defined as a "segregation ratio", and the result of the "segregation ratio" of each ingredient is shown in Table 5.

[0029]

[Table 5]

| 例   |   | 偏析比  |
|-----|---|------|
| 実施例 | 1 | 1.15 |
|     | 2 | 1.18 |
|     | 3 | 1.20 |
| 比較例 | 1 | 1.12 |
|     | 2 | 1.11 |
|     | 3 | 1.13 |
|     | 5 | 1.12 |
|     | 6 | 1.53 |
|     | 8 | 1.82 |

Based on the above result, the result of having arranged fracture transition temperature, creep rupture time, and a "segregation ratio" with Mo content is shown in drawing 1.

[0030] If these experimental results are considered, from the test result first shown in Table 3, the examples 1-5 concerning this invention will all show an EQC or the good tensile strength beyond it, proof stress, elongation, and a diaphragm compared with the examples 1-8 of a comparison, and fully having the mechanical property in comparatively low temperature will be understood. Especially, each example has the all remarkable improvement in reinforcement compared with the example 1 of a comparison, and fracture transition temperature is also low (if it puts in another way improvement in toughness).

[0031] next, even if each boils markedly the examples 1-5 concerning this invention compared with the examples 2-8 of a comparison, they have good creep rupture time from the test result shown in Table 4 and being compared with the example 1 of a comparison which is the conventional Rota material for high pressure turbines, it turns out that the property which is not inferiority is shown. Furthermore, the examples 1-3 concerning this invention are the Rota material for high pressure turbines and the conventional Rota material for low pressure turbines, and conventional "segregation ratio" with almost small equivalent level which are shown in the examples 1 and 2 of a comparison while it is markedly alike compared with the examples 6 and 8 of a comparison and small "segregation ratio" is shown from the test result of Table 5, and it is understood that the turbine rotor concerning this invention does not produce the problem about the component segregation on manufacture.

[0032] According to drawing 1 which arranged these results with Mo content, it will be clearly understood in the range whose Mo content is 0.9 - 1.3% that any property of toughness, creep rupture time, and a "segregation ratio" is extremely excellent.

[0033]

[Effect of the Invention] As explained above, since it is equipped with high creep rupture strength, the turbine rotor concerning this invention can be continued and used for the bottom of an elevated-temperature steamy environment at a long period of time, while it enables use of a long aerofoil at a low voltage stage side, since tensile strength and toughness are excellent.

---

[Translation done.]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-41678

(43)公開日 平成6年(1994)2月15日

(51)IntCl.<sup>5</sup>  
C 22 C 38/00  
38/48  
F 01 D 5/28

識別記号 301 A  
府内整理番号 7825-3G

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数1(全 7 頁)

(21)出願番号 特願平4-199665

(22)出願日 平成4年(1992)7月27日

(71)出願人 000003078

株式会社東芝

神奈川県川崎市幸区堀川町72番地

(72)発明者 山田 政之

神奈川県横浜市鶴見区末広町2の4 株式  
会社東芝京浜事業所内

(72)発明者 津田 陽一

神奈川県横浜市鶴見区末広町2の4 株式  
会社東芝京浜事業所内

(72)発明者 渡邊 修

神奈川県横浜市鶴見区末広町2の4 株式  
会社東芝京浜事業所内

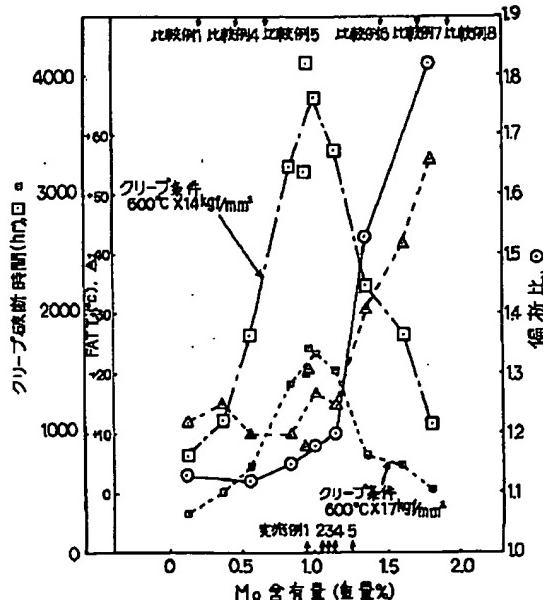
(74)代理人 弁理士 須山 佐一

(54)【発明の名称】 ターピンロータ

(57)【要約】

【目的】 比較的低温の蒸気条件下において高い引張強度を有し、かつ高温条件下においてもクリープ破断強度が大きく、脆化が少ないとともに、ロータ中心部での炭素偏析が抑制され、コスト的にも安価なターピンロータを提供することを目的とする。

【構成】 ターピンロータの組成が重量比で、C:0.10~0.35%、Si:0.3%以下、Mn:1.0%以下、Ni:1.0~2.0%、Cr:1.5~3.0%、Mo:0.9~1.3%、V:0.10~0.35%、Nb:0.01~0.15%、W:0.1~1.5%、および残部のFeと付随的不純物からなることを特徴とする。



1

2

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 タービンロータの組成が、重量比で、C : 0. 10~0. 35%、Si : 0. 3%以下、Mn : 1. 0%以下、Ni : 1. 0~2. 0%、Cr : 1. 5~3. 0%、Mo : 0. 9~1. 3%、V : 0. 10~0. 35%、Nb : 0. 01~0. 15%、W : 0. 1~1. 5%、および残部のFeと付随的不純物からなることを特徴とするタービンロータ。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、タービンロータの改良に係わり、特に高温におけるクリープ破断強度と、比較的低温における引張強度および韌性に優れ、かつ成分偏析の低減を図ったタービンロータに関する。

## 【0002】

【従来の技術】蒸気タービンにおけるロータは過酷な条件下で使用されるところから、その構成材料の選択は蒸気タービンの寿命あるいは稼働率向上を図る上で、極めて重要な事項であり、一般に、使用蒸気条件に応じて異なる材質のロータが用いられている。

【0003】例えば、大型蒸気タービンにおいては、高温・高圧側（例えば566°C近傍）で用いられるロータ材としては、ASTM-A470 (Class 8) に規定されているような高温下で優れたクリープ破断強度を有するCrMoV鋼が使用され、また、低圧側（例えば350°C以下）用ロータ材としては、ASTM-A470 (Class 2~7) に規定されているような2. 5%以上のNiを有するNiCrMoV鋼が使用され、これら蒸気条件に対応した異なる材質からなるロータを、それぞれ機械的に接合して蒸気タービンを構成している。一方、比較的小型の蒸気タービンにおいては、通常、高圧側から低圧側までを同一材料からなる一本のロータにより構成した高低圧一体型ロータが用いられている。

## 【0004】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、従来の蒸気タービンロータには、次のような問題点があった。即ち、従来の大型蒸気タービンにおいては、異なる材質からなる複数本のロータを接合してタービンを構成するため、製造工程が複雑になるとともに、タービン全体の設置スペースが広くなり、プラントのコストアップ要因となっている等の問題がある。

【0005】一方、小型蒸気タービンにおいて用いられている高低圧一体型ロータ用材料としては、通常CrMoV鋼やNiCrMoV鋼が用いられているが、従来使用されているCrMoV鋼は引張強度の点で十分に満足のいくものではないため、低圧最終段に装着できる翼の大きさが制限されるという問題があった。また、CrMoV鋼は長時間使用によって生ずる脆化の抑制やクリープ破断延性の向上のために不純物元素を極低下したり、SiやMnを低減させると、ロータ中心部での炭素

(C) 偏析が助長されるという問題もあった。さらに、従来のNiCrMoV鋼においては、引張強度は優れているもののクリープ破断強度や韌性に欠け、また350°C以上の温度域において脆化が進行しやすいという問題があった。このため、従来のロータ材では、高温蒸気を使用し、かつ長尺の低圧最終段翼を装着することにより蒸気タービンの効率向上を図ろうとする場合に大きな制限があった。

【0006】また、クリープ破断強度や韌性に優れ、しかも低温域での引張強度にも優れたロータ材としては、すでに12Cr鋼が開発されているが、この12Cr鋼は高価であるため、これをロータ材として用いると製造コストの増大をもたらすという問題がある。

【0007】本発明は上述した問題点に鑑みてなされたものであり、比較的低温の蒸気条件下において高い引張強度を有し、かつ高温条件下においてもクリープ破断強度が大きく、脆化が少ないとともに、ロータ中心部での炭素(C)偏析が抑制され、コスト的にも安価なタービンロータを提供することを目的とする。

## 【0008】

【課題を解決するための手段】本発明のタービンロータは、その組成が重量比で、C : 0. 10~0. 35%、Si : 0. 3%以下、Mn : 1. 0%以下、Ni : 1. 0~2. 0%、Cr : 1. 5~3. 0%、Mo : 0. 9~1. 3%、V : 0. 10~0. 35%、Nb : 0. 01~0. 15%、W : 0. 1~1. 5%、および残部のFeと付随的不純物からなることを特徴とするものである。

## 【0009】

【作用】上記構成のタービンロータにおいては、比較的低温の蒸気条件下で高い引張強度を有し、高温条件下においてもクリープ破断強度が大きく、脆化が少ないとともに、ロータ中心部での炭素(C)偏析が抑制され、長寿命化が図られる。

【0010】なお、本発明のタービンロータにおける各成分の添加目的と組成限定の理由は次の通りである。

## 【0011】1. C (炭素)

炭素は焼入れ時におけるオーステナイト相を安定にし、さらに炭化物を生成して引張強度を高めるが、そのためには0. 10%以上は必要である。しかし0. 35%以上を越えると炭化物が過剰となり、かえって強度を低下させるだけでなく、切欠韌性を低下させる。よって、炭素の量は0. 10~0. 35%の範囲、好ましくは0. 18~0. 30%とする。

## 【0012】2. Si (シリコン)

シリコンは溶解時の脱酸剤として添加されるものであるが、これを多量に添加すると、その一部が酸化物として鋼中に残留し、切欠韌性に悪影響を及ぼす。従って、シリコンの添加量は0. 3%以下、好ましくは0. 1%以下とする。

3

## 【0013】3. Mn (マンガン)

マンガンは溶解時の脱酸・脱硫剤として添加されるものであるが、これを多量に添加すると切欠韌性が低下するので、添加量は1.0%以下、好ましくは0.7%以下とする。

## 【0014】4. Ni (ニッケル)

ニッケルはオーステナイト生成元素であり、焼入加熱時のオーステナイト相を安定にし、また焼入冷却時にフェライト相の生成を防止するのに有効である。さらに、引張強度や韌性を高めるのに有効である。本発明のターピンロータとして必要な引張強度や韌性を得るために1.0%を越える添加が必要である。しかし、2.0%を越えて添加すると、逆にクリープ破断強度の低下や、脆化が促進される傾向があるので、添加量は1.0~2.0%の範囲、好ましくは1.3~1.8%とする。

## 【0015】5. Cr (クロム)

クロムは酸化を防止するとともに、強度や韌性の向上を図るのに必要な元素である。この目的のためには1.5%以上の添加が必要であるが、3.0%を越えると、逆に切欠韌性や強度が低下するとともにジャーナル特性が低下する。従って、クロムの添加量は1.5~3.0%の範囲、好ましくは1.8~2.5%とする。

## 【0016】6. Mo (モリブデン)

モリブデンは鋼の焼入性を向上させ、引張強度やクリープ破断強度を高めるのに有効な元素である。本発明のターピンロータとして必要な引張強度やクリープ破断強度を得るために0.9%を越える添加が必要である。しかし、1.3%を越えると、逆にクリープ破断強度が低下するだけでなく、韌性の低下が顕著になる。また、ターピンロータの中心部における成分偏析、特にC(炭素)の偏析も顕著に認められるようになる。従って、モリブデンの添加量は、0.9~1.3%の範囲、好ましくは1.0~1.2%とする。

4

\*くは1.0~1.2%とする。

## 【0017】7. V (バナジウム)

バナジウムは鋼の焼入性を向上させ、クリープ破断強度を高めるのに有効な元素である。また、結晶粒の微細化を達成するのにも効果的である。その効果を発揮させるには0.10%以上の添加が必要であるが、0.35%を越えると切欠韌性や強度が低下するので、0.10~0.35%の範囲、好ましくは0.15~0.30%とする。

## 10 【0018】8. Nb (ニオブ)

ニオブは結晶粒の微細化に効果のある元素である。その効果を発揮させるためには0.01%以上の添加が必要である。しかし、0.15%を越えて添加すると、逆に粗大な炭窒化物を形成して切欠韌性を低下させるので、0.01~0.15%の範囲、好ましくは0.02~0.10%とする。

## 【0019】9. W (タングステン)

タングステンは固溶強化により、高温強度の向上に有効な元素である。その効果を発揮させるためには0.1%以上の添加が必要である。しかし、1.5%を越えて添加すると切欠韌性を低下させるので、0.1~1.5%の範囲、好ましくは0.2~0.8%とする。

【0020】なお、上記した各成分および主成分としてのFeを溶解する際に付随的に含まれる不純物は少ないほうが望ましい。

## 【0021】

【実施例】以下、実施例および比較例と、それらの試験結果を図および表を参照して説明する。

【0022】表1は比較例1~8および実施例1~5の原料配合成分を示す。

## 【0023】

## 【表1】

(数字は重量%)

|    | C    | Si   | Mn   | Ni   | Cy   | Mo   | V    | Nb   | W    | Fe |
|----|------|------|------|------|------|------|------|------|------|----|
| 実1 | 0.27 | 0.08 | 0.52 | 1.65 | 2.20 | 0.95 | 0.22 | 0.03 | 0.62 | 残部 |
|    | 0.23 | 0.07 | 0.45 | 1.83 | 2.25 | 1.12 | 0.24 | 0.02 | 0.58 | 残部 |
| 施3 | 0.24 | 0.08 | 0.43 | 1.76 | 2.22 | 1.25 | 0.25 | 0.03 | 0.49 | 残部 |
|    | 0.25 | 0.07 | 0.41 | 1.71 | 2.26 | 1.05 | 0.22 | 0.02 | 0.22 | 残部 |
| 例5 | 0.22 | 0.06 | 0.47 | 1.73 | 2.21 | 1.07 | 0.23 | 0.02 | 1.03 | 残部 |
| 比1 | 0.29 | 0.07 | 0.77 | 0.34 | 1.10 | 1.15 | 0.22 | —    | —    | 残部 |
|    | 0.24 | 0.08 | 0.23 | 3.56 | 1.84 | 0.39 | 0.12 | —    | —    | 残部 |
|    | 0.25 | 0.07 | 0.51 | 1.72 | 2.21 | 0.23 | 0.22 | 0.03 | 0.51 | 残部 |
| 較4 | 0.22 | 0.06 | 0.38 | 1.66 | 2.17 | 0.48 | 0.25 | 0.02 | 0.45 | 残部 |
|    | 0.28 | 0.08 | 0.44 | 1.62 | 2.28 | 0.67 | 0.23 | 0.02 | 0.61 | 残部 |
|    | 0.27 | 0.09 | 0.32 | 1.78 | 2.20 | 1.46 | 0.24 | 0.03 | 0.55 | 残部 |
| 例7 | 0.24 | 0.06 | 0.55 | 1.71 | 2.31 | 1.72 | 0.22 | 0.03 | 0.50 | 残部 |
|    | 0.25 | 0.07 | 0.48 | 1.70 | 2.19 | 1.91 | 0.23 | 0.03 | 0.57 | 残部 |

比較例1～8および実施例1～5においては、それぞれ所定の合金組成になるように原料を配合し、高周波真空溶解法で溶解した後、金型に鍛込んでインゴットを得た。このインゴットの表面を機械加工で削り落した後、重油炉に装入し、1200℃に加熱してプレス鍛造を行い、直径30mmの丸棒に鍛伸した。

【0024】なお、比較例1の組成は、従来より火力発電の高温用タービンロータに使用されている1%CrMoV鋼に相当する。また、比較例2の組成は、従来より\*

\*火力発電の低温用タービンロータに使用されている3.5%NiCrMoV鋼に相当する。比較例3～8は、現用のタービンロータ材としては使用されていないが、本発明におけるMoの効果について検討するために、特に製作したものである。比較例1～8および実施例1～5の熱処理条件を表2に示す。

【0025】

【表2】

(数字は重量%)

|      | 調質前焼純          | 焼入                   | 焼戻            |
|------|----------------|----------------------|---------------|
| 実施例1 | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×21hr, 空冷 |
|      | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×22hr, 空冷 |
| 3    | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×24hr, 空冷 |
|      | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×20hr, 空冷 |
| 5    | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×25hr, 空冷 |
| 比較例1 | 1100℃×10hr, 炉冷 | 970℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 670℃×20hr, 空冷 |
|      | 950℃×10hr, 炉冷  | 840℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 600℃×20hr, 空冷 |
|      | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×15hr, 空冷 |
| 4    | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×18hr, 空冷 |
|      | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×18hr, 空冷 |
| 6    | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×25hr, 空冷 |
| 7    | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×27hr, 空冷 |
| 8    | 1100℃×10hr, 炉冷 | 930℃×10hr, 100℃/hr冷却 | 650℃×30hr, 空冷 |

次に、それぞれの供試材を機械加工して試験片を作製し、引張試験、シャルピー衝撃試験およびクリープ破断試験を行った。引張試験およびシャルピー衝撃試験の結果を表3に示す。

|     |   | 引張試験                           |                                  |           |           | シャルピー衝撃試験                     |       |
|-----|---|--------------------------------|----------------------------------|-----------|-----------|-------------------------------|-------|
| 例   |   | 引張強さ<br>(kgf/mm <sup>2</sup> ) | 0.2%耐力<br>(kgf/mm <sup>2</sup> ) | 伸び<br>(%) | 絞り<br>(%) | 衝撃値<br>(kgf/cm <sup>2</sup> ) | FATT* |
| 実施例 | 1 | 90.1                           | 75.6                             | 23.4      | 58.7      | 13.8                          | +10   |
|     | 2 | 90.8                           | 76.3                             | 22.4      | 60.3      | 12.1                          | +17   |
|     | 3 | 89.3                           | 75.7                             | 22.8      | 63.2      | 13.0                          | +15   |
|     | 4 | 88.7                           | 74.9                             | 21.9      | 59.5      | 13.6                          | +8    |
|     | 5 | 89.6                           | 75.3                             | 22.3      | 62.8      | 11.9                          | +21   |
| 比較例 | 1 | 80.5                           | 65.7                             | 23.2      | 59.6      | 1.2                           | +95   |
|     | 2 | 92.6                           | 77.3                             | 23.5      | 66.5      | 20.1                          | -20   |
|     | 3 | 88.3                           | 74.2                             | 23.7      | 64.7      | 13.5                          | +12   |
|     | 4 | 89.7                           | 75.1                             | 21.9      | 59.6      | 12.7                          | +15   |
|     | 5 | 88.5                           | 74.0                             | 22.2      | 63.4      | 13.9                          | +10   |
|     | 6 | 90.2                           | 75.5                             | 19.7      | 50.2      | 8.4                           | +31   |
|     | 7 | 89.7                           | 75.2                             | 18.5      | 51.3      | 7.1                           | +42   |
|     | 8 | 88.6                           | 73.8                             | 18.1      | 48.7      | 6.3                           | +56   |

\* FATT : 破面率から求めた延性・脆性遷移温度

【表4】

| 例   |   | 試験温度: 600°C                 |           |           |                             |           |           |
|-----|---|-----------------------------|-----------|-----------|-----------------------------|-----------|-----------|
|     |   | 試験応力: 14kgf/mm <sup>2</sup> |           |           | 試験応力: 17kgf/mm <sup>2</sup> |           |           |
|     |   | 破断時間<br>(hr)                | 伸び<br>(%) | 絞り<br>(%) | 破断時間<br>(hr)                | 伸び<br>(%) | 絞り<br>(%) |
| 実施例 | 1 | 3241.7                      | 30.8      | 58.6      | 1424.3                      | 28.2      | 65.9      |
|     | 2 | 3811.5                      | 30.3      | 59.2      | 1676.1                      | 27.4      | 64.3      |
|     | 3 | 3376.1                      | 28.0      | 57.3      | 1528.4                      | 29.3      | 68.7      |
|     | 4 | 3207.0                      | 29.5      | 54.8      | 1507.8                      | 27.9      | 65.4      |
|     | 5 | 4113.5                      | 28.3      | 54.5      | 1719.1                      | 27.5      | 64.3      |
| 比較例 | 1 | 3502.1                      | 35.0      | 65.2      | 1480.2                      | 36.8      | 74.8      |
|     | 2 | 213.0                       | 30.8      | 60.7      | 84.5                        | 34.5      | 74.0      |
|     | 3 | 821.4                       | 30.1      | 59.6      | 321.7                       | 30.1      | 65.7      |
|     | 4 | 1107.8                      | 28.4      | 58.4      | 514.3                       | 31.3      | 67.4      |
|     | 5 | 1823.2                      | 33.2      | 62.3      | 723.4                       | 32.7      | 68.7      |
|     | 6 | 2241.2                      | 35.1      | 65.2      | 817.6                       | 29.2      | 65.2      |
|     | 7 | 1817.3                      | 29.7      | 63.7      | 742.6                       | 34.3      | 70.3      |
|     | 8 | 1072.4                      | 34.7      | 63.4      | 526.7                       | 29.5      | 66.3      |

なお、引張試験は室温で行った。また、表3には破断後の伸び、絞りも合わせて示してある。

【0027】シャルピー衝撃試験は室温から200°Cまでの範囲の複数の温度で実施し、破面遷移温度を求め

\*た。クリープ破断試験は600°Cで14 kgf/mm<sup>2</sup>および17 kgf/mm<sup>2</sup>の応力をかけて実施した。

【0028】また、比較例1~3, 5, 6, 8および実施例1~3について、ターピンロータを製作したとき

9

ロータ中心部におけるC(炭素)の成分偏析程度を比較評価するために、それぞれにつき500kgのインゴットを製作し、中心部におけるC(炭素)含有量を評価した。インゴットの下部におけるC(炭素)%に対するインゴットの上部におけるC(炭素)%の割合を“偏析比”と定義することにし、各材料の“偏析比”的結果を表5に示す。

【0029】

【表5】

| 例   |   | 偏析比  |
|-----|---|------|
| 実施例 | 1 | 1.15 |
|     | 2 | 1.18 |
|     | 3 | 1.20 |
| 比較例 | 1 | 1.12 |
|     | 2 | 1.11 |
|     | 3 | 1.13 |
|     | 5 | 1.12 |
|     | 6 | 1.53 |
|     | 8 | 1.82 |

以上の結果に基づき、破面遷移温度、クリープ破断時間および“偏析比”を、M○含有量で整理した結果を図1に示す。

【0030】これらの実験結果について考察すると、先ず表3に示した試験結果から、本発明にかかる実施例1～5はいずれも比較例1～8に比べて同等もしくはそれ以上の良好な引張強度、耐力、伸び、および絞りを示し、比較的低い温度での機械的性質は十分に備えている

30

10

ことが理解される。特に各実施例はいずれも比較例1に比べると強度の向上が著しく、破面遷移温度も低く（換言すれば、韌性の向上）なっている。

【0031】次に、表4に示した試験結果から、本発明にかかる実施例1～5はいずれも比較例2～8に比べて格段に良好なクリープ破断時間を有しており、従来の高圧タービン用ロータ材である比較例1と比べても遜色ない特性を示していることが分かる。さらに、表5の試験結果から、本発明にかかる実施例1～3は比較例6、8

10に比べて格段に小さな“偏析比”を示すとともに、比較例1、2に示す従来の高圧タービン用ロータ材および低圧タービン用ロータ材とほぼ同等レベルの小さな“偏析比”になっており、本発明にかかるタービンロータは製造上の成分偏析に関する問題を生じないことが理解される。

【0032】これらの結果をM○含有量で整理した図1によれば、M○含有量が0.9～1.3%の範囲で、韌性、クリープ破断時間、“偏析比”的いずれの特性も極めて優れていることが明瞭に理解されよう。

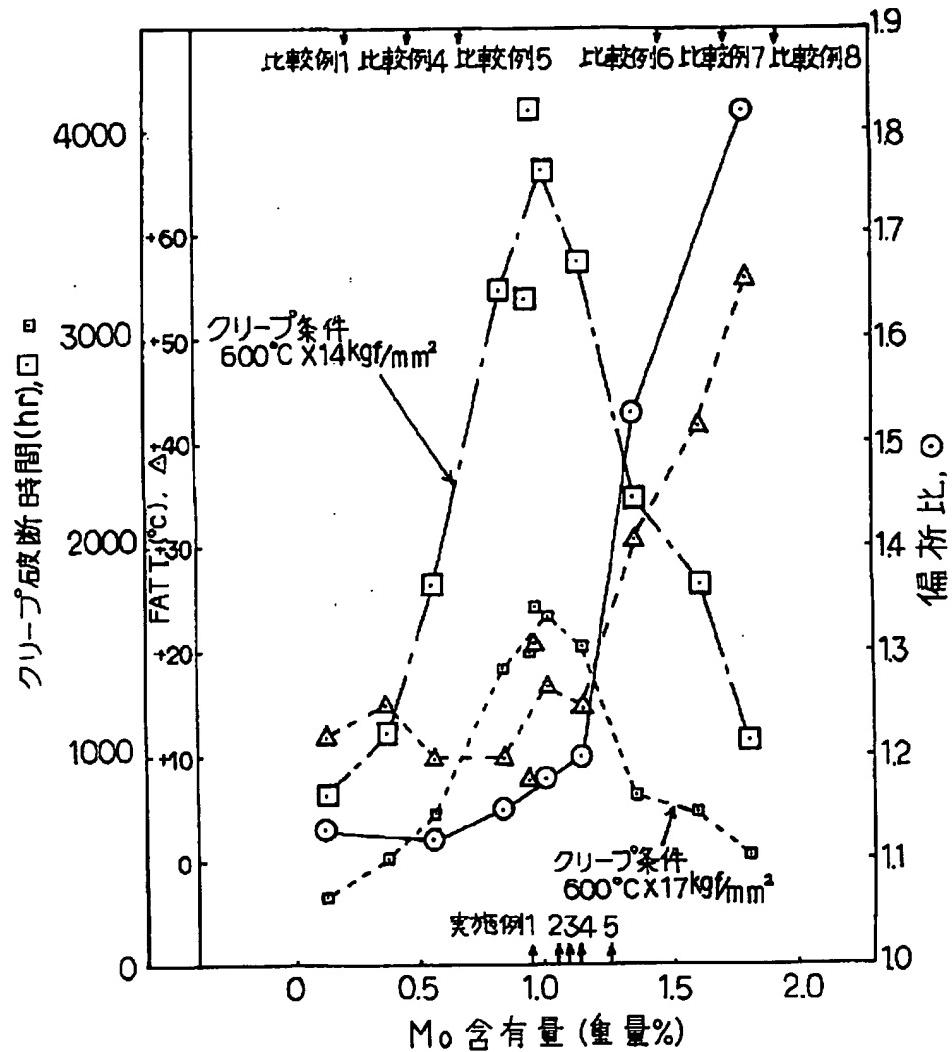
20【0033】

【発明の効果】以上説明したように、本発明に係るタービンロータは、引張強度と韌性が優れているため低圧段側に長翼の使用を可能とするとともに、高いクリープ破断強度を備えていることから高温蒸気環境下においても長期間に亘って使用することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】破面遷移温度、クリープ破断時間、および“偏析比”を、M○含有量で整理した結果を示すグラフである。

【図1】



This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record

## BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT OR DRAWING
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- GRAY SCALE DOCUMENTS
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**  
**As rescanning documents *will not* correct images problems checked, please do not report the problems to the IFW Image Problem Mailbox**